

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 60052528
 PUBLICATION DATE : 25-03-85

APPLICATION DATE : 02-09-83
 APPLICATION NUMBER : 58161589

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : NISHIDA MINORU;

INT.CL. : C21D 9/46 C21D 8/02 // C22C 38/04

TITLE : PRODUCTION OF HIGH-STRENGTH
 THIN STEEL SHEET HAVING GOOD
 DUCTILITY AND SPOT WELDABILITY

$$\log CR (\text{C/sec}) = -1.73 [\text{Mn} (\%) + 3.5 \text{ P} (\%)] + 3.95$$

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain inexpensively a high-strength thin steel sheet having good ductility and spot weldability by coiling a hot rolled steel strip contg. a specific ratio of C, Mn, P, Al and N at a specific temp., subjecting the strip to pickling and cold rolling then heating and holding the same under specific conditions and cooling the heated steel sheet.

CONSTITUTION: A steel contg., by weight, 0.02~0.15% C, 0.8~3.5% Mn, 0.02~0.15% P, ≤0.10% Al and 0.005~0.025% N and consisting of the balance Fe and unavoidable impurities is melted and is hot rolled. The hot rolled steel strip is coiled at ≤550°C and is cold rolled after pickling. The cold rolled steel strip is heated and held for 10sec~10min in a temp. range of the Ac₁ transformation point~950°C and thereafter the strip is cooled in such a way that the average cooling rate between 600~300°C attains the range of the critical cooling rate CR(°C/sec) determined by the equation or above and up to 200°C/sec. The high-tension thin steel sheet having about ≥50kg.f/mm² tensile strength is thus obtd. at a low cost.

COPYRIGHT: (C)1985,JPO&Japio

THIS PAGE BLANK (USPTO)

⑯ 日本国特許庁 (JP) ⑮ 特許出願公開
⑯ 公開特許公報 (A) 昭60-52528

⑤InL Cl. 4 識別記号 厅内整理番号 ⑥公開 昭和60年(1985)3月25日
C 21 D 9/46 7047-4K
B/02 7047-4K
// C 22 C 38/04 7147-4K 審査請求 未請求 発明の数 3 (全9頁)

④発明の名称 延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法

◎特 預 昭58-161589

◎出願昭58(1983)9月2日

⑦発明者登坂章男
⑧発明者加藤俊之
⑨発明者西田稔
⑩出願人川崎製鉄株式会社
⑪代理人弁理士中路武雄
千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

明 細 喻

1. 発明の名称

延性およびスポット溶接性の良好な高強度 薄鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量比にて C : 0.02~0.15%, Mn : 0.8~3.5%, P : 0.02~0.15%, Al : 0.10%以下, N : 0.005~0.025% を含む高強度薄鋼板の製造方法において、前記基本組成のほか残部が Fe および不可逆的不純物より成る鋼を溶製したる後通常の工程により、熱間圧延する工程と、前記熱延鋼帯を 550°C 以下の温度で巻取り酸洗後冷間圧延する工程と、前記冷延鋼帯を A_{cr}、変態点-950°C の温度範囲に 10 秒から 10 分間加熱保持する工程と、前記加熱工程終了後 600~300°C 間の平均冷却速度が下記(1)式で求まる臨界冷却速度 CR (°C/sec) 以上 200°C/sec 未満の範囲となる如く冷却する工程と、を有して成ることを特徴とする延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法。

$$\log CR (\text{c/sec}) = -1.73 [\text{Mn} (\%) + 3.5 \text{ P} (\%)] \\ + 3.95 \dots\dots\dots(1)$$

(2) 蓋板比にて C : 0.02~0.15%, Mn : 0.8~3.5%, P : 0.02~0.15%, Al : 0.10%以下, N : 0.005~0.025% を含む高強度薄鋼板の製造方法において、前記基本組成のほかに更に Si : 0.1~1.5%, Cr : 0.1~1.0%, Mo : 0.1~1.0% のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含み、かつ Mn% + 0.26 Si% + 3.5 P% + 1.3 Cr% + 2.67 Mo% ≥ 0.64% を満足し残部は Fe および不可避的不純物より成る鋼を溶製したる後通常の工程により熱間圧延する工程と、前記熱延鋼帯を 550°C 以下の恒温で巻取り酸洗後冷間圧延する工程と、前記冷延鋼帯を A_c 実験点~950°C の温度範囲に 10 秒から 10 分間加熱保持する工程と、前記加熱工程終了後 600~300°C 間の平均冷却速度が下記(2)式で求まる臨界冷却速度 C_{IR} (°C/sec) 以上 200°C/sec 未満の範囲となる如く冷却する工程と、を有して成ることを特徴とする延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法。

特開昭60-52528(2)

する延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法。

$$\log CR (\text{C/sec}) = -1.73 [Mn(\%) + 0.2681(\%) + 3.5P(\%) + 1.3Cr(\%) + 2.67Mo(\%)] + 3.95 \dots \dots \dots (2)$$

(3) 重量比にて C : 0.02~0.15%, Mn : 0.8~3.5%, P : 0.02~0.15%, Al : 0.10%以下, N : 0.005~0.025%を含む高強度薄鋼板の製造方法において、前記基本組成のほかに B : 5~100 ppm を含み、更に必含により Si : 0.1~1.5%, Cr : 0.1~1.0% Mo : 0.1~1.0%のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含み、かつ Mn% + 0.2681% + 3.5P% + 1.3Cr% + 2.67Mo% ≥ 0.64% を満足し残部は Fe および不可避的不純物より成る鋼を溶製したる後通常の工程により熱間圧延する工程と、前記熱延鋼帯を 550°C 以下の温度で巻取り酸洗後冷間圧延する工程と、前記冷延鋼帯を Ac₁ 变態点 ~ 950°C の温度範囲に 10 秒から 10 分間加熱保持する工程と、前記加熱工程終了後 600~300°C 間の平均冷却速度が下記(3)式で求まる臨界冷却速度 CR (C/sec) 以上 200°C/sec 未満の範囲となる如く冷却する工程と、を有して成ることを特徴と

(3)

混合組織鋼板で強度を高めるには、C, Mn, Si, Nb, Tiなどの元素を多量に添加する必要があり、その結果製造コストの上昇をもたらし、また、C, Mnなどの多量添加はスポット溶接性を劣化させるという問題があつた。この二律背反現象のため、従来延性およびスポット溶接性の良好な高強度鋼板を低成本で製造することとはきわめて困難であつた。

本発明の目的は、上記従来技術の問題点を解消し、製造コストが低廉な延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の効率的な製造方法を提供することにある。

本発明のこの目的は次の 3 発明のいずれによつても効果的に達成される。

第 1 発明の要旨とするところは次のとおりである。すなわち、重量比にて C : 0.02~0.15%, Mn : 0.8~3.5%, P : 0.02~0.15%, Al : 0.10% 以下, N : 0.005~0.025% を含む 高強度薄鋼板の製造方法において、前記基本組成のほか残部が Fe および不可避的不純物より成る鋼を溶製した

(5)

$$\log CR (\text{C/sec}) = -1.73 [Mn(\%) + 0.2681(\%) + 3.5P(\%) + 1.3Cr(\%) + 2.67Mo(\%)] + 3.40 \dots \dots \dots (3)$$

3. 発明の詳細を説明

本発明は延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法に係り、特に引張強度が 50 kg./f/mm² 以上の高強度薄鋼板の低廉コストによる製造方法に関する。

近年、自動車の安全性および軽量化の観点からバンパーやドア・ガードバーなどの強度部材には引張強さ 50 kg./f/mm² 以上の高強度鋼板が多用されるようになつてきた。このような用途に適用される材料の特性としては、引張強さが高いと同時に延性が良好であり、更に車体の組立時にはスポット溶接性が良好であることが要求される。

かかる要求に応えるために最近フェライトとマルテンサイトを主とする低温変態生成物から成る混合組織鋼板が使用されている。しかし、従来の

(4)

後通常の工程により、熱間圧延する工程と、前記熱延鋼帯を 550°C 以下の温度で巻取り酸洗後冷間圧延する工程と、前記冷延鋼帯を Ac₁ 变態点 ~ 950°C の温度範囲に 10 秒から 10 分間加熱保持する工程と、前記加熱工程終了後 600~300°C 間の平均冷却速度が下記(1)式で求まる臨界冷却速度 CR (C/sec) 以上 200°C/sec 未満の範囲となる如く冷却する工程と、を有して成ることを特徴とする延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法である。

$$\log CR (\text{C/sec}) = -1.73 [Mn(\%) + 3.5P(\%)] + 3.95 \dots \dots \dots (1)$$

第 2 発明の要旨とするところは次の如くである。すなわち、上記第 1 発明と同一基本組成のほかに更に Si : 0.1~1.5%, Cr : 0.1~1.0%, Mo : 0.1~1.0% のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含み、かつ Mn% + 0.2681% + 3.5P% + 1.3Cr% + 2.67Mo% ≥ 0.64% を満足し残部は Fe および不可避的不純物より成る鋼を溶製したる後、第 1 発明と同一条件で熱延、

(6)

卷一

冷延および熱処理を行い、最後の冷却工程の平均冷却速度が下記(2)式で求まる臨界冷却速度 CR($^{\circ}\text{C/sec}$)以上 $200\ ^{\circ}\text{C/sec}$ 未満の範囲となる如く冷却する工程を有して成る製造方法である。

$$\log CR (\text{C/sec}) = -1.73 [\text{Mn}(\%) + 0.26 \text{Si}(\%) \\ + 3.5 \text{P}(\%) + 1.3 \text{Cr}(\%) + 2.67 \\ \text{Mo}(\%)] + 3.95 \dots \dots \dots (2)$$

次に第3発明は溶鋼組成としては、第1発明と同一基本組成のほかにB:5~100ppmを含み、更に必要により第2発明と同一条件でSi、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上を含み、かつ

Mn% + 0.26 Si% + 3.5 P% + 1.3 Cr + 2.67 Mo% ≥ 0.64
 を満足し残部は Fe および不可避的不純物より成る鋼を溶製したる後、第 1 発明と同一要件で熱延、冷延および熱処理を行い、最後の冷却工程の平均冷却速度が下記(3)式で求まる臨界冷却速度 CR(°C / sec)以上 200 % / sec 未満の範囲となる如く冷却する工程を有して成る製造方法である。

$$\log CR \text{ (r/sec)} = -1.73 [Mn(\%)] + 0.26 [Si(\%)] +$$

(7)

牌号	区 分	化学组成(重量%)					CR (°/sec)
		C	Si	Mn	P	A.L.	
A 本钢例	0.050	0.010	1.52	0.045	0.032	0.0057	1.8.2
B 比较例	0.053	0.011	1.52	<u>0.005</u>	0.029	0.0061	11.2
C 本钢例	0.051	0.032	1.51	0.10	0.029	0.0055	3.0
D 比较例	0.051	0.032	1.52	<u>0.20</u>	0.029	0.0055	1.3
E 本钢例	0.050	0.015	1.50	0.048	0.032	0.0161	11.2
F 比较例	0.051	0.021	1.51	0.051	0.032	<u>0.0030</u>	10.7
G 本钢例	0.051	0.021	1.51	0.060	0.035	0.0200	9.1
H 比较例	0.051	0.020	-1.50	0.045	0.030	0.0250	11.9

(9)

-153-

猶留昭0-52528(3)

すなわち、本発明は安価な強化元素であるPと、更に強化能の大きなNを積極的に添加した鋼を適正な熱間圧延と割御熱処理によつて、フェライトとマルテンサイト相を中心とする低溫変態生成物相から成る混合組織とすることによつて延性およびスポット溶接性が共に良好な高強度薄鋼板の製造に成功したものであつて、本発明はNを積極的に添加することによつて引張強度のみならず降伏応力が従来の混合組織鋼より高くなることも、強度部材としての用途に対して有利である。

先ず、本発明を得た基本実験結果について説明する。

第1表に示す如き化学組成で、アンダーラインを施した成分のみが本発明の要件を満足しない供試材A、B、C、DおよびE、F、G、Hについて仕上圧延温度830～870°C、巻取り温度500～520°Cにて熱延し、各同一の1.0mm厚に押間圧延した後、本発明による770°C×60sec

(B)

加熱後 600~300°C 間の平均冷却速度が 40~60 °C/sec のガスジェット冷却をした場合、および比較例の平均冷却速度が CRC °C/sec 未満のガスジェット冷却または従来の箱焼純により 670°C にて 10 時間加熱した場合、更に冷却速度が約 2000 °C/sec の水冷によつた場合の 3 種の異なる熱処理を行ない、各供試材 A、B、C、D および E、F、G、H の引張強さと伸びを測定した結果をそれぞれ第 1 図および第 2 図に示した。

側組成としては、本発明例 A、C、E、G はいずれも本発明の限定要件を満足するものであるが、比較例 B は P が過少であり、比較例 D は P が過大であり、比較例 F は N が過少であり、その他は組成としては本発明の要件を満足するが、前記の如く比較例は冷却工程の平均冷却速度が本発明の要件を満足しないものである。第 1 図、第 2 図より明らかに如く箱焼純または CHC/s 未満の速度で冷却した供試材は伸びが著しくすぐれているが引張強度が低く、また水冷によるものは引張強度は 7.0 kg./f/mm² 以上を示すが、伸びが顯著に劣化して

(10)

特開昭60-52528(4)

いるのに対し、本発明例の限定化学組成を満足し冷却工程における平均冷却速度が CR_C / sec 以上 200°C/sec 未満の供試材 A、C および E、G は強度と伸びの関係が良好であることを示している。

次にスポット溶接性に対する鋼成分中の P、N 量の及ぼす影響について行つた実験結果について説明する。本発明の基本組成を満足する 0.05%C - 1.5%Mn - 0.006%N 鋼について P 量を 0.1 から 0.2 %まで種々変化させて 5 種類の供試材を溶製し、次に 0.05%C - 1.5%Mn - 0.05%P なる基本組成を有する鋼について N を 0.001 ~ 0.030%までの範囲で変化させた 6 種類の供試材を溶製した。

これらの供試材を仕上げ圧延温度 830 ~ 870°C で熱延した後、500 ~ 520°C の温度範囲で巻取つた。この熱延鋼帯を冷延して最終板厚を 1.0 とし、これらの冷延鋼板各供試材を 770°C にて 60 秒間加熱後 600 ~ 300°C 間の平均冷却速度が臨界冷却速度 CR (°C/sec) 以上の 30°C/sec のガス、ジエント冷却を行なう熱処理を完了した鋼板についてスポット溶接性を調査した。スポット溶

(11)

次に本発明の成分限定期由について説明する。
C :

C は鋼の基本成分の一つとして重要であり、特に本発明では熱処理後にフェライトとマルテンサイトを主体とする低温変態生成物から成る混合組織を得るために少くとも 0.02% 以上の C の添加が必要である。しかしながら 0.15% を越えるとスポット溶接性が急激に劣化するので上限を 0.15% とし、0.02 ~ 0.15% の範囲に限定した。

Mn :

Mn は固溶体強化元素であり、強度を確保するために必要であり、特に本発明においては低温変態生成物を安定して形成させるために重要である。Mn の下限は (1)、(2) 式の臨界冷却速度 CR を 200 °C/sec 未満とする条件によつて決まり、Si、Cr、Mo、B を含まない場合は Mn が 0.8 未満では (1) 式の CR が 200°C/sec 以上になるため下限を 0.8% に限定した。また Si、Cr、Mo、B の 1 種以上を含む場合にはこれらの元素が CR 低減に効果があるため Mn の低減が可能であるが、溶製上の観

(13)

接条件は、加圧力 300 kgf、通電時間 10 Hr の条件でテリ発生限界電流直下の電流で溶接し、溶接部の剪断引張試験および十字引張試験を行ない、剪断引張強度および十字引張強度に及ぼす P 含有量および N 含有量の影響を調査した。結果はそれぞれ第 3 図および第 4 図に示すとおりである。

第 3 図より明らかとなおり、P が 0.15% を越えると剪断引張強度および十字引張強度のいずれも強度が劣化し、特に十字引張強度は急激に低下する。従つて本発明においては後記の如く P の含有量の上限を 0.15% に限定した。

また、第 4 図より明らかとなおり、N が 0.025% を越すと剪断引張強度および十字引張強度のいずれも強度が劣化し、この場合も特に十字引張強度は急激に低下する。従つて本発明においては後記の如く N の含有量の上限を 0.025% に限定した。

この傾向は、その後の熱処理法の如何に拘らず鋼中に存在する P および N の含有量のみによつて決定されることが判明した。

(12)

点から 0.2% を下限とし、かつ (2) 式の CR を 200 °C/sec 未満にするため次の条件が必要である。
 $Mn\% + 0.2681\% + 3.5P\% + 1.9Cr\% + 2.67Mo\% \geq 0.64\%$
 一方、Mn 量の増加に応じて CR は減少し比較的小さな冷却速度でも目的とする混合組織が得られるが、Mn 量が 3.5% を越えると C と同様にスポット溶接性の劣化をもたらすので上限を 3.5% とし、0.8 ~ 3.5% の範囲に限定した。

P :

P は本発明における混合組織を形成するのに少くとも 0.02% を必要とするので下限を 0.02% とした。しかし P 添加量の増大に伴ない (1)、(2)、(3) 式に示す如く混合組織の得られる下限の冷却速度 CR は減少するが、第 3 図に示す如く P 添加量が 0.15% を越えるとスポット溶接強度、特に十字引張強度が急激に低下するので上限を 0.15% とし、0.02 ~ 0.15% の範囲に限定した。

AZ :

AZ は脱酸元素として必要であるが、過剰の AZ はアルミナクラスターを形成し表面性状を劣化

(14)

特開昭60-52528(5)

させ、また熱間割れの危険が高くなるので上限を0.10%に限定した。

N :

Nは鋼板の強度を高めるために必要であり、更に塗装焼付けの際の歪時効による硬化を利用するのに添加する。強化に対する寄与は少量でも有効であるが、現在の転炉一連続鋳造による製鋼技術ではN量は通常0.0010~0.0040%であり、これより低くすることで本発明の目的より得る処がないので下限を0.005%とした。しかし第4図に示す如く、Nが過剰となつて0.025%を超えるとスポット溶接性が劣化し、特に十字引張強度が急激に低下するので上限を0.025%とし、0.005~0.025%の範囲に限定した。

上記C、Mn、P、Al、Nの各限定量をもつて本発明の高強度薄鋼板の基本組成とするが、更に必要によりSi、Cr、Mo、Bの各元素を下記限定量の範囲において1種または2種以上を同時に含有する場合でも本発明の目的を有効に達成することができる。これらの元素の限定理由は次の如く

(15)

の如く適切な熱間圧延および冷延鋼板の熱処理条件を限定管理することにより延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板を低廉なコストで製造できる。

先ず、熱間圧延は通常の条件で行われるが、成分中のNは強化に有效地働くためには熱延母板の段階で固溶の状態にある必要があるので、スラブ再加熱温度は高めとし、溶け残りのAl-Nを少くしておくことが望ましい。

次に本発明において重要な要件は熱延後の巻取り温度である。巻取り温度について本発明者らが行つた実験結果について説明する。

第2表

供試材 No.	化学組成(重量%)					
	C	Si	Mn	P	Al	N
1	0.051	0.015	1.52	0.085	0.031	0.0062
2	0.085	0.500	1.80	0.040	0.039	0.0100
3	0.110	0.040	1.60	0.030	0.025	0.0150

(17)

である。

Si、Cr、Mo、B:

これらの元素は前記(2)、(3)式から明らかに如く、いずれも複合組織形成に必要な臨界冷却速度を上げると同時に、低温変態生成物の量を増し、その結果強度向上の効果がある。而してその効果が發揮されるにはSi、Cr、Moの各元素は0.1%以上、Bは5 ppm以上を必要とするので、これをもつて下限とした。しかし過剰の添加は効果が飽和しコストも上昇するので上限をSiは1.5%、Cr、Moはいずれも1.0%、Bは100 ppmとし、それぞれ次の範囲に限定した。

Si : 0.1~1.5%

Cr : 0.1~1.0%

Mo : 0.1~1.0%

B : 5~100 ppm

なお、Si、Cr、Mo、Bの各元素はいずれも単独に使用してそれぞれ効果を発揮するが、複合添加してもそれぞれの効果が減弱されることはない。

上記の如く成分組成を限定した鋼について下記

(16)

第2表に示す本発明による限定内の組成の熱延鋼板を巻取り温度を300~800°Cと広範囲に変化させて、冷延、焼純後の材質に及ぼす巻取り温度の影響を調査した。この場合の焼純条件は800°Cに60秒間均熱後40~60°C/secの冷却速度で冷却したものであつて、結果は第5図に示すとおりである。第5図より明らかに如く、供試材No.1、2、3はいずれも550°Cを限界として高温巻取り材ほど引張強度が低下し、逆に550°C以下の温度で巻取ることにより冷延、焼純後の引張強度が顕著に増大することを示している。これは熱延母板組織自体が微細になると、Nが固溶状態で存在する割合が増加するためその後の冷延、焼純により微細な組織で、しかも多くの固溶Nまたは微細な炭化物を含む鋼が得られることによるものである。上記の理由から本発明においては、熱延後の巻取り温度を550°C以下に限定した。

次に本発明における熱処理要件について説明する。先ず冷延鋼帯の加熱温度は、低温変態生成相の母相であるオーステナイト相を得るためにA_{c1}

変態点以上の温度としなければならないことは当然である。更に A_{c1} 変態点以上においては、加熱温度の増加に伴ないオーステナイト相の量が増し、より高強度が得られるので高温焼純が望ましいが、950°Cを越すと強度増加が飽和すると同時に焼純雰囲気調整を行つてもテンパークーラーの発生を抑制することが困難があるので上限を950°Cとし、 A_{c1} 変態点～950°Cの温度範囲に限定した。

上記温度範囲の焼純における加熱時間については、所定量の γ 相を現出させるために少くとも10秒を必要とするも、10分間を越す長時間の保持によつて結晶粒の粗大化を招くので上限を10分間とし、加熱保持時間を10秒～10分間の範囲に限定した。

次に上記加熱温度からの冷却条件は本発明においては極めて重要な要件の一つである。前記第1図および第2図にて示された本発明者らの実験結果から(1)、(2)、(3)式で計算される C_R 以上の冷却速度で冷却された混合組織鋼板は強度と延性との関係が良好である。しかし冷却速度が200°C/sec

(19)

基本実験として、本発明と従来の箱焼純を含む冷却速度の遅い場合および約2000°C/secの水冷による3つの場合の焼純条件を対比し、本発明例による供試材A、C、E、Gは比較例B、D、F、Hに比し強度と伸びの関係が格段にすぐれていることを示し、更に鋼成分中のPおよびNが本発明の限定値内の鋼板が本発明による熱延および熱処理の如何に拘らず、スポット溶接性がすぐれていることを示したが更に次の実施例について説明する。

実施例1

0.13%C-2.0%Mn-0.05%Pを基本組成とし、N量が本発明の限定外の0.003%を含有する供試材No.1と、本発明の限定内の0.0160%を含有する供試材No.2の2種類を溶製した。

いずれも同一の仕上げ圧延温度800～780°Cにて熱延した後、400～450°Cで巻取り、酸洗後冷延して最終板厚1.0mmの冷延鋼板とした。この冷延鋼板を700～980°Cまで種々変えた最高加熱温度にて60秒間保持する均熱焼純処理した後、

(21)

(20)

冷却に当り600～300°C間の平均冷却速度を臨界冷却速度 C_R (°C/sec) 以上200°C/sec未満の40°C/secのガス、ジェット冷却を行わない引張特性を比較した。結果は第6図に示すとおりである。第6図より明らかとなり、本発明による焼純温度範囲にある800～950°Cにおいては本発明による限定内のNを含む供試材No.2は本発明の限定外のNを含むNo.1より引張強度、降伏応力ともすぐれているに拘らず、伸び値はほぼ同一であることを示している。このことは本発明鋼は強度と共に延性も、すぐれていることを示すものである。

実施例2

第3表に示す如き化学組成の鋼を溶製し、供試材No.1-Aから5-IIまで合計16種の化学組成の試料を作成した。第3表中本発明による限定組成に該当しない成分はアンダーラインを付して区別し、供試材No.1-Aから3-BまではNの添加効果、供試材No.4-Aから5-AまではPの添加効果、供試材No.5-B、5-C、5-D、5-EはそれぞれSi、Cr、Mo、Bの添加効果を確認

(22)

第3表

区分	供試材	化学組成(重計%)						目的	CR (°/s)	冷却速度 (°/s)	引張特性(焼純のまま)		
		C	Mn	P	AZ	N	その他				YS (kgf/mm²)	TS (kgf/mm²)	Ec (kgf/mm²)
比較例	1-A	0.05	1.20	0.030	0.04	0.0030	—	Nの効果	4.9	6.0	22	44	40
本発明例	1-B	0.05	1.21	0.030	0.04	0.0150	—	Nの効果	4.7	6.0	27	50	39
比較例	2-A	0.08	1.51	0.080	0.04	0.0020	—	Nの効果	7.1	3.0	29	57	35
本発明例	2-B	0.08	1.52	0.080	0.04	0.0200	—	Nの効果	6.9	3.0	39	65	33
比較例	3-A	0.13	2.60	0.040	0.04	0.0031	—	Nの効果	0.2	3.0	50	90	20
本発明例	3-B	0.13	2.61	0.040	0.04	0.0180	—	Nの効果	0.2	3.0	60	100	18
比較例	4-A	0.08	1.51	0.005	0.04	0.0100	—	Pの効果	2.0	4.0	24	54	35
本発明例	4-B	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0108	—	Pの効果	1.1	4.0	25	58	34
本発明例	5-A	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	—	Pの効果	1.1	3.0	23	55	35
	5-B	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	Si 0.5%	Siの効果	1.1	3.0	24	58	34
	5-C	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	Cr 0.5%	Crの効果	1.1	3.0	26	61	32
	5-D	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	Mo 0.3%	Moの効果	1.1	3.0	27	65	30
	5-E	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	B 0.0030%	Bの効果	1.1	3.0	24	57	34
	5-F	0.08	1.50	0.050	0.04	0.0070	Si 0.5% Cr 0.4%	Si, Cr 複合効果	0.8	3.5	26	63	32
	5-G	0.08	1.52	0.060	0.04	0.0060	Mo 0.4% B 0.0020%	Mo, B 複合効果	0.04	3.0	26	66	30
	5-H	0.08	1.50	0.050	0.04	0.0060	Cr 0.5% B 0.0035%	Cr, B 複合効果	0.2	3.0	26	62	32

(23)

し、供試材 5-F は Si, Cr の複合添加効果、5-G は Mo, B の複合添加効果、5-H は Cr, B の複合添加効果を確認する試験を行つた。すなわち、いずれの供試材も仕上げ圧延温度 870 ~ 800°C、巻取り温度 540 ~ 490°C の温度範囲で熱延し、この熱延鋼帯を酸洗後 7.0 ~ 8.0% の圧下率にて冷延して 1mm 厚の冷延鋼板を製造した。この冷延鋼板各供試材を 800°C にて 60 秒間加熱保持する均熱を施した後、いずれも第3表にて示す臨界冷却速度 CR (°/s) 以上の冷却速度にて冷却した焼純材について JIS5 号の引張試験片を作成、それぞれの引張特性を測定した結果を第3表に同時に示した。第3表より明らかに如く、供試材 1-A と 1-B, 2-A と 2-B, 3-A と 3-B はいずれも近似の組成であるに拘らずいずれも 1-A, 2-A, 3-A は N 含有量において本発明の限定外であるために引張強度、降伏応力および伸びにおいてそれぞれ 1-B, 2-B, 3-B より劣り、供試材 4-A, 4-B は近似組成であるが、4-A は P 含有量が本発明外であるために引

張特性が 4-B より劣る。

また供試材 5-A で示す如き本発明による基本組成を有する供試材は引張強度および伸びの割合が良好な高張力薄鋼板であることを示しているが、上記基本組成のほかに Si, Cr, Mo, B をそれぞれ単独に添加した本発明による供試材 5-B, 5-C, 5-D, 5-E は、いずれも基本組成の供試材 5-A よりも既にすぐれた引張強度を示し、更に Si, Cr を複合添加した供試材 5-F, Mo, B を複合添加した供試材 5-G, Cr, B を複合添加した供試材 5-H はいずれも引張強度が改善されており、伸びは供試材 5-A に比し若干劣るもの、なお強度と延性の割合の良好な高張力薄鋼板であることを示している。

上記実施例より明らかに如く、本発明による限定期量の P, N を添加することにより、また C, Mn, P, AZ, N の基本組成のほかに、更に本発明による限定期量の Si, Cr, Mo, B のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を添加することにより、わずかに伸び値を低下するものの、引張強度の向上が

(24)

-157-

(25)

特開昭60-52528(8)

者しく、強度、延性の関係の良好な薄鋼板を得ることができるることを明示している。なお、第3図に示したN添加鋼について、焼純後100°C 30分間の時効処理を行つたが、顕著な時効劣化は見られず、伸びの低下は1%未満にとどまつた。

上記各実施例より明らかかとおり、本発明はC、Mn、P、Al、Nの限定量を基本組成とし、必要によりSi、Cr、Mo、Bのうちから選ばれた1種または2種以上を限定範囲内添加した鋼を熱延した後550°C以下の温度で巻取り、酸洗後冷延した冷延鋼板を限定温度範囲内再加熱して保持する焼純を行つた後、本発明により定めた鋼組成から決定される臨界冷却速度以上200°C/sec未満の平均冷却速度で600~300°C間を冷却する焼純処理を施すことにより、フェライトとマルテンサイト相を主体とする低溫変態生成物から成る混合組織とすることができ、引張強さが50kg./mm²以上の強度と延性との割合が良好で、スポット溶接性のすぐれた高強度薄鋼板を低廉な製造コストで製造することができ、例えば自動車の強度部材等の用途に有

(26)

強度および降伏応力)および伸びに及ぼす焼純温度の影響を示す図である。

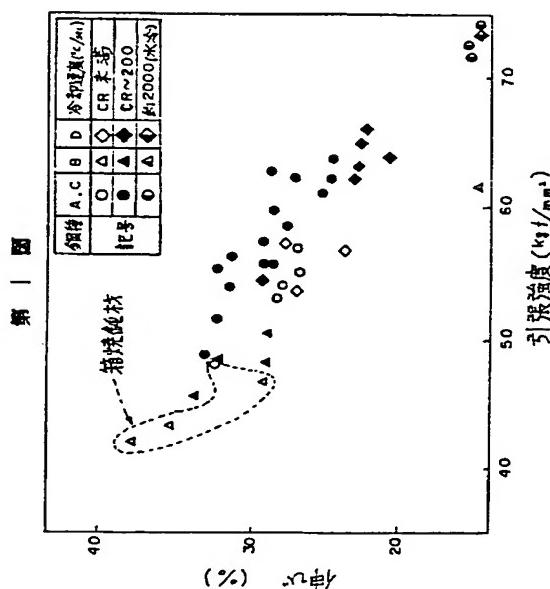
代理人弁理士 中路武雄

効に使用し得る効果を取めることができた。

4. 図面の簡単な説明

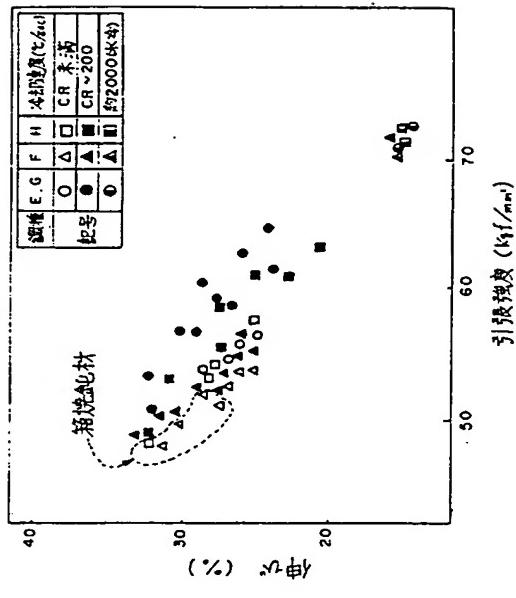
第1図、第2図は本発明を得るために基本実験におけるそれぞれ供試材A、B、C、D鋼および供試材E、F、G、Hにおける、本発明による限定条件における均熱後の600~300°C間の平均冷却速度を比較例の臨界冷却速度CR未満、および水冷による約2000°C/secとした場合と、本発明によるCR~200°C/secとした場合の各供試材の引張強度(kg.f/mm²)と伸び(%)との関係を対比する相関図。第3図および第4図はそれぞれ0.05%C-1.5%Mn-0.006%Nを基本組成とし、P含有量を変化させた場合および0.05%C-1.5%Mn-0.05%Pを基本組成とし、N含有量を変化させた場合のそれぞれP量と剪断引張強度および十字引張強度との関係、およびN量と剪断引張強度と十字引張強度との関係を示す相関図。第5図は冷延、焼純後の引張強度に及ぼす巻取り温度の影響を示す図。第6図は本発明によるN:0.016%鋼と、本発明外のN:0.003%鋼との引張応力(引張

(27)

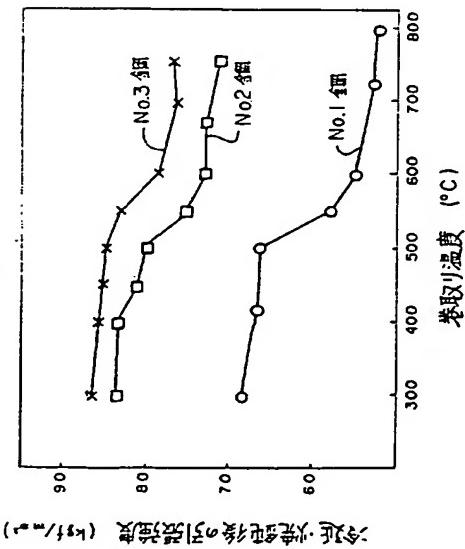


(28)

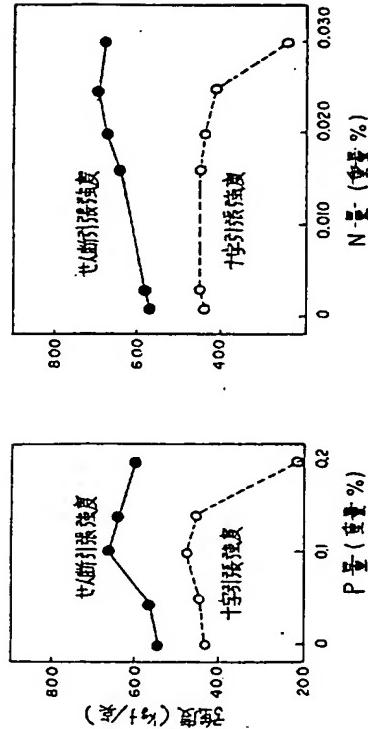
第2図



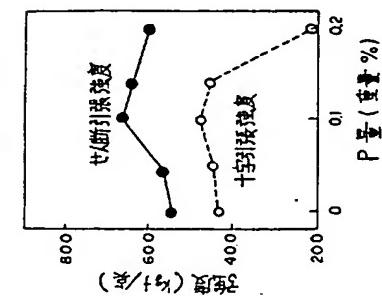
第5図



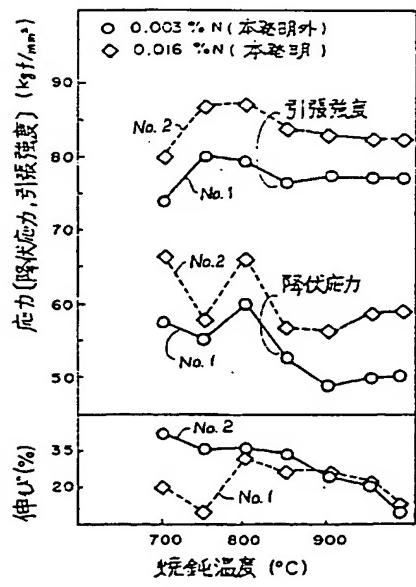
第4図



第3図



第6図



THIS PAGE BLANK (USPTO)

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 04074824
PUBLICATION DATE : 10-03-92

APPLICATION DATE : 18-07-90
APPLICATION NUMBER : 02191405

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : KUNISHIGE KAZUTOSHI;

INT.CL. : C21D 9/46 C21D 8/02 C22C 38/00 C22C 38/06

TITLE : PRODUCTION OF HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN BAKING
HARDENABILITY AND WORKABILITY

ABSTRACT : PURPOSE: To produce a hot rolled steel plate which is soft and easy of working at the time of working and can be made remarkably high strength by means of baking finish treatment after working by subjecting a steel having a specific composition consisting of C, Si, Nm, Al, N, and Fe to specific hot rolling and then to specific cooling treatment.

CONSTITUTION: A steel having a composition consisting of, by weight, 0.02-0.13% C, ≤2.0% Si, 0.6-2.5% Mn, ≤0.10% sol.Al, 0.0080-0.0250% N, and the balance Fe with inevitable impurities or a steel further containing one or more kinds among 0.0002-0.01% Ca, 0.01-0.10% Zr, 0.002-0.10% rare earth element, and ≤3.0% Cr is subjected, directly after casting or after reheating up to ≥1100°C, to hot rolling where finish rolling is finished at 850-950°C. Subsequently, the hot rolled plate is cooled down to 350°C at ≥15°C/s cooling rate and coiled, or, this plate may be air-cooled, in the course of cooling, at 600-700°C for 1-15 sec. By this method, the hot rolled steel plate excellent in baking hardenability and workability can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1992,JPO&Japio

THIS PAGE BLANK (USPTO)